بررسی تأثیر ترکیبی عملیّات کیفی مذاب و روش سطح شیب‌دار بر مُرفولوژی سیلیسیم در آلیاژ Al-17% Si*

بهمن کروجی(۱) کاوه قربانی(۲)

چکیده

در این تحقیق، فرایند ریختن بر روی سطح شیب‌دار به‌همراه تأثیر توأم دمای فوق ذوب و عملیّات کیفی مذاب بر اصلاح ساختار و سختی آلیاژهای هایپریوتکتیک آلومینیم- سیلیسیم بررسی شده است. نتایج حاصل نشان دادند که کاربرد هم‌زمان عملیّات فوق ذوب و سطح شیب‌دار باعث کاهش اندازه‌ی ذرات سیلیسیم اولیّه و تغییر مُرفولوژی آن ازتیغه‌ای وگل‌برگی به شبه‌کروی می‌شود. افزون بر این، با ریزتر شدن و اصلاح مُرفولوژی سیلیسیم اولیّه، سختی آلیاژ افزایش یافت.

واژه‌های کلیدیآلومینیم–سیلیسیمهایپریوتکتیک،ساختارریختگی،ریخته‌گری سطحشیب‌دار، عملیّاتکیفیمذاب.

Slope Casting and its Combined Effect with Qualitative Melt Treatment on Morphology of Silicon in Al-17%Si Alloy

B. Korojy K. Ghorbani

Abstract

Inthis investigation, the slope casting method was used and its combined effect with melt overheating and melt treatmenton microstructural modification and hardness of hypereutectic Al–Si alloy was studied. The results showed that the combined method leads to the refinement of primary silicon and a change in its morphology from plate-like to quasi-spherical shape. In addition, the modification and refinement of primary silicon increased the hardness of hypereutectic Al-Si alloy.

Key Word Hypereutectic Al-Si alloy, Cast structure, Slope casting,Qualitative melt treatment.

---

*نسخه‌ینخست مقاله در تاریخ ۹۲/٤/۲٤ و نسخه‌پایانی آن در تاریخ۹۳/۳/۱۲به دفتر نشریه رسیده است.

(۱) نویسنده مسئول: دانشگاه حکیم سبزواری، گروه مهندسی مواد و پلی‌مر

(۲) دانشگاه حکیم سبزواری، گروه مهندسی مواد و پلی‌مر

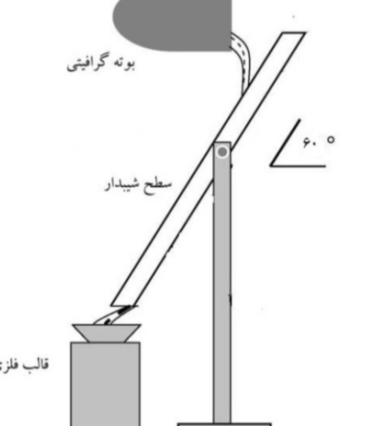
مقدمه

آلیاژهای فـوق‌یوتکتیـک Al-Siدارای کاربردهـای گسترده‌ایهستند[1]. مقاومت عالی آن‌ها در برابر سایش، به‌دلیل حضور فاز سیلیسیم اولیّه در زمینـه‌ی یوتکتیـک Al-Siمی‌باشد. با این وجود، مُرفولـوژی فـاز سیلیسـیم اولیّه از نقطه نظـر شـکل، انـدازه و توزیـع تـأثیر قابـل ملاحظه‌ای می‌توانـد بـر خـواص مکـانیکی و خـواص سایشی آن‌ها داشته باشد[2]. به‌همین منظور، روش‌های گوناگونی برای بهینه‌سازی مُرفولـوژی سیلیسـیم اولیّـه ابداع شده است که از جمله‌یآن‌ها می‌توان به سرد کردن سریع، عملیّات فوق ذوب و افـزودن عناصـر مختلـف بهینه‌ساز اشاره کرد[3,4]. عملیّات فـوق ذوب کـه شامل افزایش دمای مذاب تا۳۰۰°C بالای دمای گـداز، نگه‌داری در این دما به‌مدّت زمان لازم و سـپس، سـرد کردن تا دمای ذوب‌ریزی می‌باشد، سـبب مـی‌شـود تـا اندازه‌ی فاز سیلیسیم اولیّه در آلیاژهای فـوق‌یوتکتیـک Al-Si به‌میزان قابل‌تـوجهی کـاهش یابـد[5].تحقیقـات انجام شده نشان می‌دهندکه تغییرات سـاختاری مـذاب تحت تأثیر دمای فوق ذوب، سبب تغییر مُرفولوژی فاز سیلیسیم اولیّه می‌شود[6]. با بررسی تـأثیر دمـای فـوق ذوب بر مُرفولوژی فاز سیلیسیم اولیّه، نشـان داده شـده است که با افزایش دمـای فـوق ذوب، مُرفولـوژی فـاز سیلیســیم اولیّــه از ســتاره‌ای شــکل و نــامنظم بــه هشت‌وجهی تغییر می‌کند[7].

فسفر یکـی از عناصـر متـداولی اسـت کـه بـرای اصلاح فاز سیلیسیم اولیّه اسـتفاده مـی‌شـود. فسـفر بـا ایجاد ترکیبAlP، به‌عنوان هسته‌ای برای جوانه‌زنی فاز سیلیسیم اولیّه عمل می‌کند و سبب تغییر مُرفولـوژی آن می‌شود[4]. افزون بر کاربرد عناصـر اصـلاح کننـده، از فرایند ریخته‌گری نیمه‌جامد نیز بـرای اصـلاح سـاختار آلیاژهای فوق‌یوتکتیـک Al-Siاسـتفاده مـی‌شـود[8].در سال‌های اخیر، روش استفاده از سطح شیب‌دار، به‌دلیـل سادگی در مقایسه با روش‌هـای دیگـر تولیـد دوغـاب نیمه جامدمانند هـم‌زدن مکـانیکی و الکترومغناطیسـی، مورد توجه قرار گرفته است[9].در این روش، مذاب بـا فـوق ذوب مناسـب بـر روی سـطح شـیب‌دار جریـان می‌یابد و تحت تـأثیر شـرایط سـرمایش و هـم‌چنـین، نیروی برشی ناشی از حرکـت مـذاب، بـه‌حالـت نیمـه جامد در می‌آید[10]. در این پژوهش، ابتدا بـه بررسـی اثر طول سطح شـیب‌دار بـر اصـلاح ریزسـاختار آلیـاژ فوق‌یوتکتیک Al-17%Siپرداخته می‌شود و سپس،تأثیر هم‌زمان عملیّـات فـوق ذوب و عملیّـات کیفـی‌سـازی مذاب به‌روش سـطح شـیب‌دار بـر اصـلاح سـاختار و سختی آلیاژ فـوق‌یوتکتیـکAl-17%Siبررسـی خواهـد شد.

مواد و روش تحقیق

آلیاژ Al-17%Siمورد استفاده در ایـن تحقیـق، در یک کوره‌ی مقـاومتی بـا دوبـاره ذوب و رقیـق کـردن آمیزان صنعتی Al-50%Siبا آلومینیم خالص تجـاری در بوته‌ی گرافیتی تهیّه شد. سطح شـیب‌دار بـا اسـتفاده از یک تسمه‌ی مسی به‌طول ۷۰، عرض ۱۰ و ضـخامت۱ سانتی‌متر ساخته شـد. بـرای جلـوگیری از چسـبندگی مذاب و سهولت جریان اغتشاشی مذاب بر روی سطح شیب‌دار، سطح آن توسط نیترید بور(BN) پوشـش داده شد.برای این‌منظور، پودر نیتریـد بـور در حـلال متیـل کلروفرم حل شد و بر روی سطح مسـی پاشـیده شـد. طـرح‌واره‌ای از روش اسـتفاده از سـطح شـیب‌دار، در شکل (۱) نشان داده شده است.



شکل ۱طرح‌واره‌ای از روشسطحشیبدار

در روش مرسوم ریخته‌گری سطح شیبدار[11]، دمای بارریزی به‌منظور تسهیل جوانه‌زنی فازهای جامد بر روی سطح، اندکی بالاتر از دمای گداز آلیاژ انتخاب شد. آزمون تحلیل حرارتی DTA (Differential Thermal Analysis) در محیط گاز آرگون، به‌منظور تعیین دمای گداز و بررسی تأثیر فوق ذوب بر ساختار مذاب، در بازه‌ی دمایی ^{o}C ۵۰۰ تا^{o}C۱۰۰۰ انجام شد. اندازه‌گیری‌ها نشان دادند که دمای شروع انجماد برای آلیاژ مورد آزمایش در حدود^{o}C ۶۱۲می‌باشد.با توجه به تحقیقات قبلی انجام شده[12]، زاویه‌ی سطح شیب‌دار نسبت به افق برابر با^{o}۶۰ در نظر گرفته شد. برای به‌دست آوردن طول بهینه‌ی سطح شیب‌دار، ریخته‌گری در طول‌های ۳۰، ٤٥ و ٦٠ سانتی‌متری آن انجام شد. ابتدا دمای مذاب ^{o}C۷۰۰ انتخاب شد. در مرحله‌ی بعدی، برای بررسی تأثیر ترکیبی عملیّات فوق ذوب و سطح شیب‌دار، دمای مذاب به ^{o}C۹۰۰ رسانده شد و پس از ۲۰ دقیقه نگه‌داری در این دما، بوته‌یمذاب به بیرون از کوره منتقل شد تا سرد شده و به دمای مناسب برای بارریزی برسد. سپس، ریخته‌گری بر روی طول بهینه‌ی سطح شیب‌دار انجام شد. مذاب پس از جاری شدن بر روی سطح شیب‌دار، مستقیماًوارد قالب استوانه‌ای فولادی به‌ارتفاع۷ و قطر ۲/۵سانتی‌متر شد.

به‌منظور بررسی عملیّات کیفی مذاب، از عناصر منیزیم خالص و استرانسیم به‌شکل آمیژان Al-10%Sr استفاده شد. برای این‌منظور، به مذاب در دمای^{o}C۷۰۰، ۱ درصد منیزیم خالص که در فویل آلومینیمی پیچیده شده بود، افزوده شد. مذاب با میله‌ای از جنس فولاد زنگ نزن به‌مدّت ۲ دقیقه هم زده شد و پس از آن، در قالب استوانه‌ای فولادی ریخته‌گری شد. همین کار برای افزودن هم‌زمان (۱ درصد منیزیم+ ۰/۱ درصد استرانسیم) تکرار شد. در مرحله‌ی بعدی، برای بررسی اثر ترکیبی عملیّات کیفی مذاب و روش سطح شیب‌دار، ابتدا عملیّات کیفی با عناصر فوق‌الذکر مطابق با فرایند قبلی انجام شد و سپس، مذاب در دمای^{o}C۶۲۰ بر روی سطح شیب‌دار مسی با طول بهینه ریخته شد و در انتهای سطح شیب‌دار، وارد قالب استوانه‌ای فولادی شد. به‌منظور انجام مقایسه، یک نمونه‌ی مرجعبه‌روش ریخته‌گری متداول در دمای ^{o}C ۷۰۰درون قالب استوانه‌ای فولادی تولید شد. در جدول (۱)، مشخصّات ریخته‌گری نمونه‌های آزمایش آورده شده‌اند.

جدول ۱ نمونه‌های ریخته‌گری شده با فرایندهای مختلف

نمونه	آلیاژ	فرایند ریخته‌گری	دمای فوق ذوب(^{o}C)	دمای ریخته‌گری (^{o}C)
۱	Al-17% Si	معمولی	۷۰۰	۶۲۰
۲	Al-17% Si	سطح شیب‌دار به‌طول ۳۰ سانتی‌متر	۷۰۰	۶۲۰
۳	Al-17% Si	سطح شیب‌دار به‌طول ٤٥ سانتی‌متر	۷۰۰	۶۲۰
٤	Al-17% Si	سطح شیب‌دار به‌طول ٦۰ سانتی‌متر	۷۰۰	۶۲۰
۵	Al-17% Si	فوق ذوب و سطح شیب‌دار	۹۰۰	۶۲۰
٦	Al-17% Si +1% Mg	معمولی	۷۰۰	۶۲۰
۷	Al-17% Si +(1% Mg+0.1% Sr)	معمولی	۷۰۰	۶۲۰
۸	Al-17% Si +1% Mg	سطح شیب‌دار به‌طول ٤٥ سانتی‌متر	۷۰۰	۶۲۰
۹	Al-17% Si +(1% Mg+0.1% Sr)	سطح شیب‌دار به‌طول ٤٥ سانتی‌متر	۷۰۰	۶۲۰

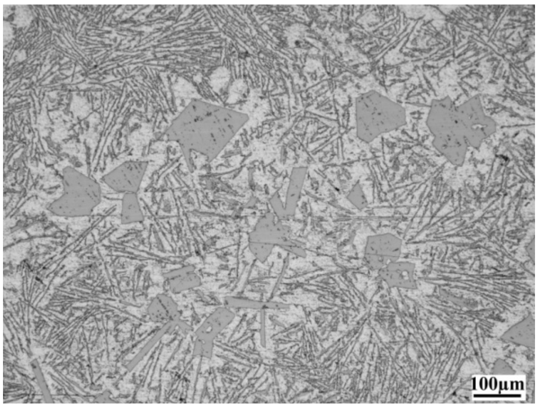
نمونه‌هایی از بخش میانی مقطع عرضی قطعه‌های ریخته‌گری شدهبه‌منظور بررسی‌های ریزساختاری و اندازه‌گیری سختی،تهیّه شد. نمونه‌های متالوگرافی پس از عملیّات سنباده‌زنی و صیقل‌کاری، در محلول ۰/۵ درصد HFحکّاکی شدند.برای آشکارسازی سیلیسیم اولیّه، نمونه در محلول۱۰ درصد HCl به‌مدّت ۲۰ دقیقه حکّاکی شد. پس از آماده‌سازی سطحی، ریزساختار نمونه‌ها به‌وسیله‌ی میکروسکُپ نوری نوع Olympious و میکروسکُپ الکترونیTESCAN-LMUبررسی شد. بررسی متالوگرافی کمّی با استفاده از نرم‌افزارClemexانجام شد. بررسی‌ها شامل به‌دست آوردن اندازه‌ی متوسط ذرات سیلیسیم اولیّه و تعیین ضریب شکل یا کرویّت (S) با استفاده از رابطه‌یزیر بود[13].

$$S = \frac{4\pi A}{P^2} \quad (۱)$$

که در آن، A و P به‌ترتیب مساحت و محیط ذرات سیلیسیم اولیّه هستند.هر چه S به ۱ نزدیک‌ترباشد، کرویّت ذرات سیلیسیم اولیّه بیش‌تر است. برای اندازه‌گیری سختی، ازروش برینل (نیروی اعمالیkN ۴/۹ و ساچمه‌ی فولادی به‌قطر ۱۰ میلی‌متر) استفاده شد.

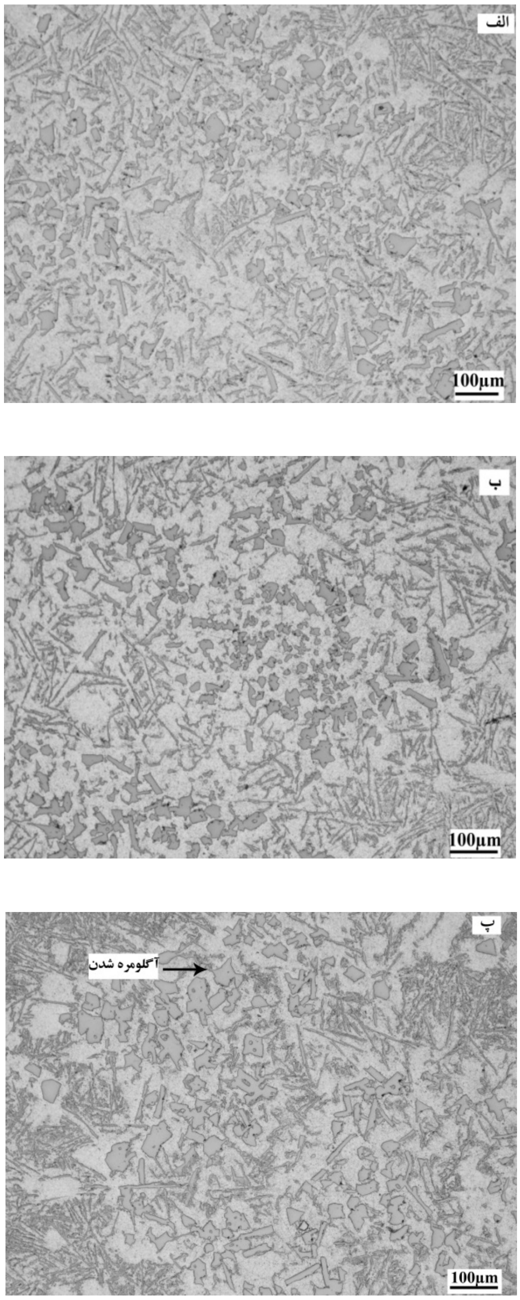
نتایج و بحث

تأثیر طول تماس مذاب با سطح شیب‌دار– در شکل (۲)، ریزساختار نمونه‌ی ۱ (آلیاژ مرجع)نشان داده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود، ساختار حاصل از انجماد حاوی ذرات فاز سیلیسیم اولیّه که تقریباً توسط فاز α احاطه شده‌اند، درون زمینه‌ی یوتکتیک Si–Alمی‌باشد.در بعضی از نواحی، ساختار یوتکتیکی از روی ذرات سیلیسیم اولیّه جوانه زده است.افزون بر این، سیلیسیماولیّه دارای مُرفولوژی تیغه‌ای، گلبرگی و نامنظمهمراه با گوشه‌های تیز است. با انجام اندازه‌گیری کمّی، اندازه‌یمیانگین ذرات سیلیسیم اولیّه برابر با ۱۵±۱۵۰میکرومتر به‌دست آمد.



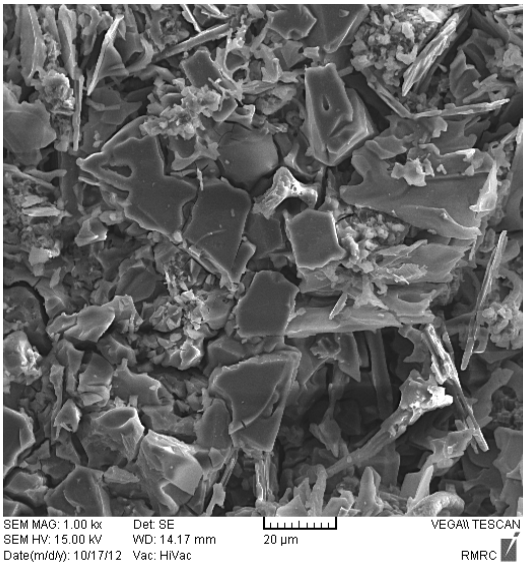
شکل ۲ریزساختارنمونه‌ی ۱ (نمونه‌ی مرجع)

در شکل (۳ – الف) تا (۳- پ)، ریزساختارهای به‌دست آمده از نمونه‌های ۲، ۳ و ٤ که به‌ترتیب بر روی سطح شیب‌دار با زاویه‌ی ثابت ٦۰° و طول‌های ۳۰، ٤٥ و ٦۰ سانتی‌متر ریخته شده‌اند، نشان داده شده‌اند. با مقایسه‌ی تصویرهای شکل (۲) و شکل (۳)، مشاهده می‌شود که ذرات سیلیسیم اولیّه ضمن توزیع یکنواخت، ریزتر شده و باتغییرمُرفولوژی، به حالت شبه کروی پدیدار تبدیل شده‌اند.افزون بر این، ملاحظه می‌شود که فاز غنی از آلومینیم αدر اطراف ذرات سیلیسیم اولیّه توسعه یافته است و مانع از جوانه‌زنی سیلیسیم یوتکتیک بر روی سیلیسیم اولیّه شده است. وقوع تغییرات ساختاری به خاطر اثر سطح شیب‌دار است، به‌گونه‌ای که باعث انتقال حرارت زیاد به‌دلیل سطح سرد کننده و تنش برشی اعمالی به مذاب تحت تأثیر نیروی جاذبه، می‌شود[14]. برخی از پژوهش‌گران تشکیل سه لایه در جریان مذاب بر روی سطح شیب‌دار را گزارش کرده‌اند که هر یک از این لایه‌های تشکیل شده، با نرخ متفاوتی سرد می‌شود. لایه‌ی زیرین که در تماس مستقیم با سطح شیب‌دار است، به‌دلیل انتقال حرارت شدید بین مذاب و سطح، حاوی فاز جامد اولیّه است و وقوع میزان بالای انجماد در آن، منجر به تشکیل جامد پوسته‌ای می‌شود. لایه‌ی میانی، یک لایه‌ی نیمه جامد شامل مذاب و فازهای جامد تشکیل شده می‌باشد. لایه‌ی بالایی حاوی آلیاژ مذاب است که در آن، نرخ انتقال حرارت بالاتر از لایه‌ی میانی است[15,16].



شکل۳ریزساختارآلیاژAl-17% Siبا دمای فوق ذوب ۷۰۰ °C و ریخته شده ازدمای٦٢٠°C بر روی سطح شیب‌دار به‌طول۳۰ cm (الف)، ٤٥cm (ب)و ٦٠cm(پ)

با توجه به نزدیکی دمای ذوب‌ریزی به دمای شروع انجماد، هنگام عبور مذاب از روی سطح شیب‌دار جوانه‌های سیلیسیم اولیّه در شرایط سرعت سرد کردن زیاد تشکیل می‌شوند. فوق سرمایش زیاد به‌همراه تنش برشی اعمالی ناشی از نیروی جاذبه،منجر به تفکیک ذرات فاز سیلیسیم جدید تشکیل شده بر روی سطح می‌شود. این ذرات،در مسیر جریان مذاب قرار می‌گیرند و به‌سمت قالب در انتهای سطح شیب‌دار پایین می‌آیند. در شکل (٤)، تصویر میکروسکُپ الکترونی از ریزساختار نمونه‌ی شماره ۳که بر روی سطح شیب‌داری به‌طول ٤٥ سانتی‌متر ریخته شده است، نشان داده شده است. همان‌طور که در این تصویر دیده می‌شود، حرکت مذاب بر روی سطح شیب‌دار سبب شده است تا ذرات سیلیسیم اولیّه با هر شکل و اندازه‌ای، به‌هنگام غلطیدن درون مذاب به‌هم برخورد کنند ولبه‌های تیز آن‌ها شکسته شوند. از طرف دیگر، تنش برشی و تلاطم ایجاد شده نیز به رشد ذرات به‌شکل کروی کمک کرده‌اند.



شکل٤تصویر میکروسکُپ الکترونیاز نمونه‌ی شماره‌ی ۳ که بر روی سطح شیب‌داری به‌طول ٤٥ سانتی‌متر ریخته شده است.

با توجه به اندازه‌گیری کمّی انجام شده، مشخص شد که با افزایش طول سطح شیب‌دار از ۳۰ به ٤٥ سانتی‌متر، اندازه‌ی متوسط ذرات سیلیسیم اولیّه از۹۲ به ۸۷ میکرومتر کاهش می‌یابد و ضریب شکل ذرات (S) در این شرایط، از ۰/٤٥ به ۰/۵۳ افزایش می‌یابد. افزایش طول سطح شیب‌دار از ٤٥ به ٦٠ سانتی‌متر،

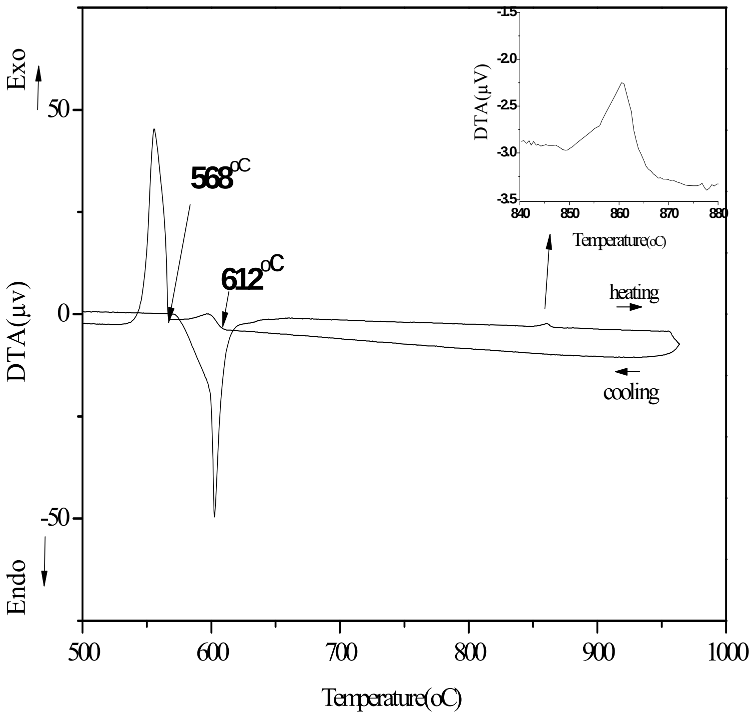
موجب افزایش اندازه‌ی متوسط ذرات سیلیسیم اولیّه به ۹۵ میکرومتر و کاهش ضریب شکل به ۰/۴۳ شده است. نتایج به‌دست آمده نشان‌دهنده‌ی شرایط مطلوب‌تر ریزساختار به‌ازای طول ٤٥سانتی‌متر است. به‌نظر می‌رسد که دلیل کاهش اولیّه‌ی اندازه‌ی ذرات با افزایش طول، جریان یافتن بیش‌تر مذاب بر روی سطح و افزایش مدّت زمان انتقال حرارت بین مذاب و سطح بوده است که این موجب فراهم شدن تنش برشی لازم برای شکسته شدن بیش‌تر ذرات سیلیسیم اولیّه شده است. بر اساس رابطه‌هایمربوط به انتقال حرارت[17]، متناسب با افزایش طول سطح شیب‌دار و افزایش زمان انتقال حرارت از مذاب به صفحه‌ی مسی، پوسته‌یمنجمد شده بر روی سطح شیب‌دار ضخیم‌تر شدهاست [14]، و استحکام لازم برای غلبه بر فشار فلزایستایی مذاب را کسب نموده است. در این شرایط، انقباض پوسته سبب ایجاد فاصله‌ی هوایی بین پوسته و سطح مسی شده است و در نتیجه، نرخ انتقال حرارت بین مذاب و سطح مسی کاهش یافته است. این پدیده موجب کاهش نرخ جوانه‌زنی فاز سیلیسیم اولیّه شده است. در نتیجه، جوانه‌های سیلیسیم اولیّه رشد بیش‌تری یافته و در محل‌هایی تجمّع می‌یابند و در صورت رشد بیش‌تر، به‌هم می‌چسبند (شکل ۳- پ) و به‌این ترتیب، ذرات بزرگ‌تر می‌شوند. جدول (۲)، درصد حجمی فاز سیلیسیم اولیّه در نمونه‌ی مرجع و نمونه‌های ریخته شده بر روی سطح شیب‌دار را نشان می‌دهد. ثابت ماندن درصد حجمی فاز سیلیسیم اولیّه نشان می‌دهد که ریز شدن ذرات سیلیسیماولیّه تنها به‌دلیل شکسته شدن در نتیجه‌ی وجود تنش برشی اعمالی ناشی از نیروی جاذبه به‌هنگام عبور از سطح شیب‌دار می‌باشد.

جدول ۲ درصد حجمی فاز سیلیسیم اولیّه

طول ٦۰ cm	طول ٤٥cm	طول ۳۰ cm	نمونه‌ی مرجع
۹/۸٦±۱/٤٥	۱۰/۱±۱/۳٥	۹/۹٦±۱/۳۸	۱۰/۲±۱/۲٤

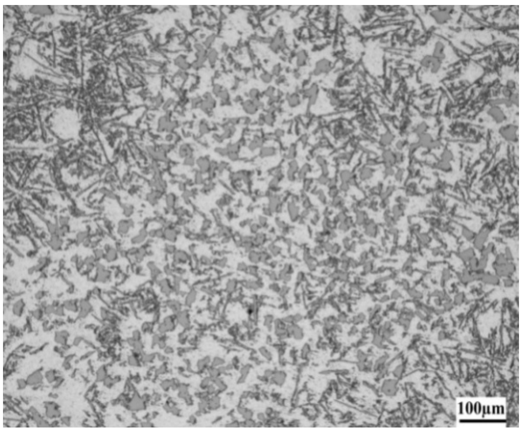
اثر ترکیبی عملیّات فوق ذوب و سطح شیب‌دار-در شکل (٥)، نمودار تحلیل حرارتیDTAمربوط به آلیاژ Al-17%Siدر بازه‌ی دمایی^{o}C ٥۰۰ تا^{o}C ۱۰۰۰ نشان داده شده است. با توجه به نتایج به‌دست آمده، یک اثر گرماده با افزایش دما در بازه‌ی دمایی٨٤۰^{o}Cتا٨٨۰^{o}C مشاهده می‌شود. تحقیقات محققین در زمینه‌ی ساختار مذاب آلیاژهای هایپریوتکتیک به‌کمک پراش پرتوی ایکس نشان داده است که خوشه‌های Al-Al، Al-Si و Si-Si در مذاب با دمای بالاتر از٨٥۰^{o}C به‌وجود می‌آیند[6,18]. خوشه‌های اصلی Al-Al و Si-Si، با بالا بردن دما به‌تدریج نابود می‌شوند و در همین حین، تعداد جدیدی از پیوندهای Al-Si تشکیل می‌شود. چون انرژی برهم‌کنش جفت اتم Al-Si بزرگ‌تر از مقادیر متوسط انرژی برهم‌کنش جفت اتم Al-Al و Si-Siمی‌باشد[19]، انرژی پیوند آزاد شده از این فرایند منجر به ظهور اثری گرماده در نمودار تحلیل حرارتیDTA می‌شود. این تغییر ساختار در مذاب [18]،می‌تواند بر فرایند جوانه‌زنی سیلیسیم اولیّه تأثیر داشته باشد ودر نتیجه، نحوه‌ی رشد را تغییر داده و موجب اصلاح مُرفولوژی سیلیسیم اولیّه شود[20].

در شکل (٦)، ریزساختار نمونه‌ی ٥ نشان داده شده است. مذاب این نمونه از دمای ^{o}C ۹۰۰تا دمای بارریزی (٦٢۰^{o}C)،در بیرون از کوره سرد و بر روی سطح شیب‌دار با زاویه‌ی٦۰^{o} و طول ٤٥سانتی‌متر ریخته شده است. با مقایسه‌ی شکل‌های (۳) و (٦)، مشاهده می‌شود که فوق ذوب بالا موجب شده است تا ذرات سیلیسیم اولیّه ریزتر، توزیع آن‌ها یکنواخت‌تر و مُرفولوژی آن‌ها به‌حالت کروی نزدیک‌تر شود. این تغییر ساختار،افزون بر فوق سرمایش بالا، می‌تواند به‌دلیل تغییرات ساختار مذاب که قبلاً تشریح شد، باشد.



شکل ۵نمودارتحلیل حرارتیDTAمربوط به آلیاژ Al-17% Siدر بازه‌ی دمایی°C ۵۰۰ تا°C ۱۰۰۰

اثر عملیات کیفی مذاب- در شکل‌های (۷- الف) و (۷–ب)، به‌ترتیب ریزساختارهای نمونه‌های ٦ و ۷بعد از افزودن ۱ درصد منیزیم و ۱ درصد منیزیم + ۰/۱ درصد استرانسیم نشان داده شده‌اند. با مقایسه‌ی شکل‌های(۲) و (۷–الف)، مشاهده می‌شود که با افزودن منیزیم ضمن افزایش حجم آلومینیم α، مُرفولوژی ذرات سیلیسیم اولیّه از حالت تیغه‌ای و گل‌برگی به چندوجهی منظم تبدیل شده است. اندازه‌گیری کمّی نشان داد که اندازه‌ی متوسط ذرات سیلیسیم اولیّه از۱۵۰ به۹۲ میکرومتر کاهش یافته است. افزون بر این، با مقایسه‌ی شکل‌های(۲) و (۷–ب)، مشاهده می‌شود که با افزودن هم‌زمان منیزیم و استرانسیم، مُرفولوژی ذرات سیلیسیم اولیّه به شبه‌کروی تبدیل شده است. همچنین، اندازه‌ی متوسط ذرات سیلیسیماولیّه از۱۵۰ به۸۸ میکرومترکاهش یافته است.

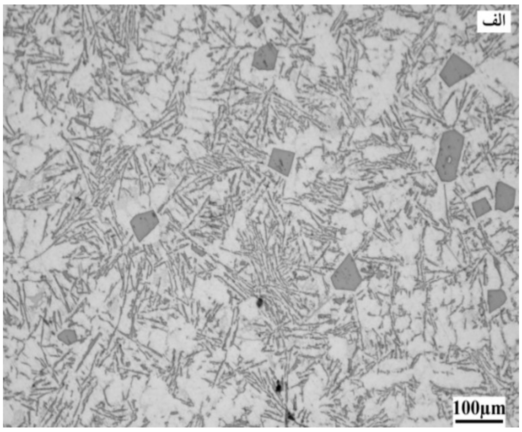


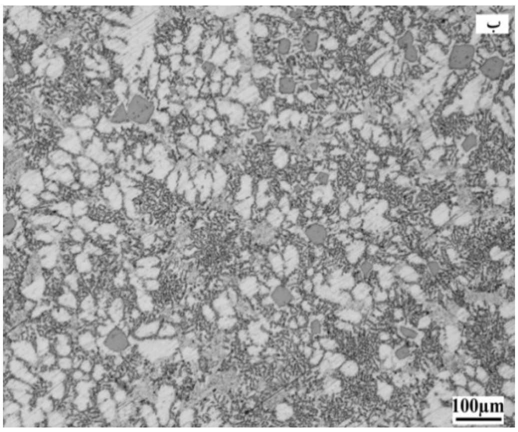
شکل٦ریزساختارآلیاژAl-17% Siبا فوق ذوب°C ۹۰۰ریختهشدهاز دمای°C٦۲۰بررویسطحشیب‌داربه‌طول ٤٥ سانتی‌متر

تحقیقات نشان داده‌اند که افزودن برخی‌از عناصرمانند فسفر به مذاب،موجب ایجاد ترکیبات بین فلزی با نقطه ذوب بالا می‌شود که در نتیجه‌ی آن،

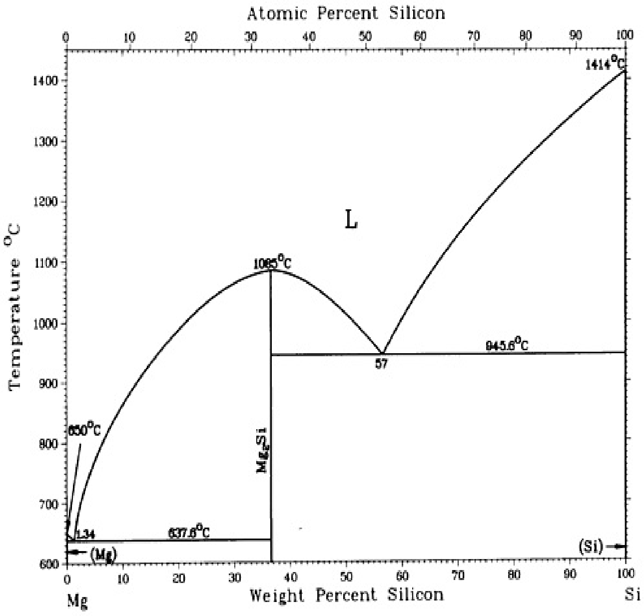
مراکـزی بـرای جوانـه‌زنـی سیلیسـیم اولیّـه بـه‌وجـود می‌آیند[21]. با توجه به این فرضیه، به‌نظر می‌رسـد کـه با افزودن منیزیم به مذاب آلیاژ، ترکیب Mg_2Si با نقطـه ذوب^{o}C ۱۰۸۵ (شـکل ۸) [22]، در سرتاسـر مـذاب به‌وجود می‌آید. به‌علّت خواص و رفتار انجمادی مشابه Mg_2Si و Si، جوانــه‌زنــی سیلیســیم اولیّــه بــر روی Mg_2Siصورت می‌گیـرد و ایـن دمـای رسـوب‌گـذاری سیلیسیم اولیّه را پـایین مـی‌آورد[23]. از طـرف دیگـر، سرعت رشد فاز سیلیسیم اولیّه با افزایش تعـداد مراکـز جوانه‌زنی کـاهش مـی‌یابـد. افـزون بـر ایـن، براسـاس مدل‌های ارائه شده[20]،به‌نظر می‌رسد که سرعت نفـوذ بیش‌تر به‌خاطر تلاطم مذاب حین عبور از روی سـطح شـیب‌دار، سـبب کـاهش نیـروی محرکـه بـرای رشـد سیلیسیم اولیّه می‌شود.لازم بـه ذکـر اسـت بـا افـزودن استرانسیم مُرفولوژی ذرات سیلیسیم یوتکتیک از حالت صفحه‌ای به شبکه‌ای از سیلیسیم رشته‌ای تغییر می کند. تغییرمُرفولوژیبه‌این علّت است که اتـم‌هـای ناخالصـی استرانسیم در فصل مشترک و در جبهـه‌ی رشـد ذرات سیلیسیم قرار می‌گیرند و با جذب در فـاز سیلیسـیم‌در حال رشد، دوقلویی‌های متعددی را ایجاد می‌کننـد کـه باعث تغییر مُرفولوژیسیلیسیم یوتکتیک می‌شود[24].

با مشاهده‌ی نمودار تحلیل حرارتیDTAمربوط به آلیاژ $Al\text{-}17\%\ Si$ (شکل ۵)، نتیجه می‌شود کـه دمـای جوانه‌زنیسیلیسیم اولیّه (دمای گداز) برابـر بـا ٦١٢^{o}C و دمای یوتکتیک^{o}C ٥٦٨ می‌باشد. در شکل (۹)، نمودار تحلیل حرارتی DTAمربوط به آلیاژ$Al\text{-}17\%\ Si$ پس از افزودن ۱ درصد منیزیم به‌تنهایی و ۱ درصـد منیـزیم + ۰/۱ درصـد استرانسـیم نشـان داده شـده اسـت. بـا مقایسه‌ی شکل‌های (۵) و (۹)، مشاهده می‌شود که پس از افزودن منیزیم تنها دمای گداز کاهش یافته است، در حالی‌که افزودن هم‌زمان منیزیم و استرانسیم دمای گداز را از^{o}C ٦١٢ به^{o}C ٥٨٥ و دمـای واکـنش یوتکتیـک را از^{o}C ٥٦٨ به^{o}C ٥٦٤ کاهش داده است. همان‌گونـه کـه در شکل (۷–ب) مشاهده می‌شـود، افـزودن هـم‌زمـان منیزیم و استرانسیم موجب اصلاح هر دو فاز سیلیسـیم اولیّه و یـوتکتیکی شـده اسـت. یکـی از ویژگـی‌هـای اصلاح سیلیسیم اولیّه و سیلیسیم یوتکتیکی بـا افـزودن عنصـر اصـلاح کننـده،کاهش دمـای واکـنش تشـکیل آن‌هاست، به‌گونه‌ای که عنصر اصلاح کننده با تأخیر در جوانه‌زنـی سیلیسـیم اولیّـه و یـوتکتیکی و هـم‌چنـین، به‌تأخیر انداختن رشد، سبب اصلاح ساختار مـی‌شـود [25].

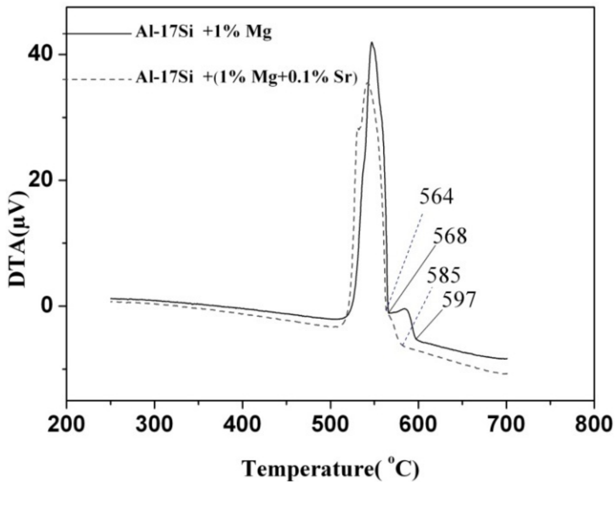




شکل ۷ ریزساختار آلیاژ اصلاحشده‌ی$Al\text{-}17\%\ Si$دردمای$۷۰۰^{o}C$ باافزودن ۱ درصدمنیزیم)الف) و ۱ درصد منیزیم + ۰/۱درصد استرانسیم (ب)



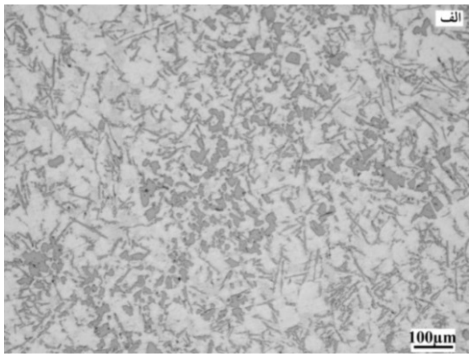
شکل ۸ نمودار فازی تعادلی منیزیم– سیلیسیم[22]

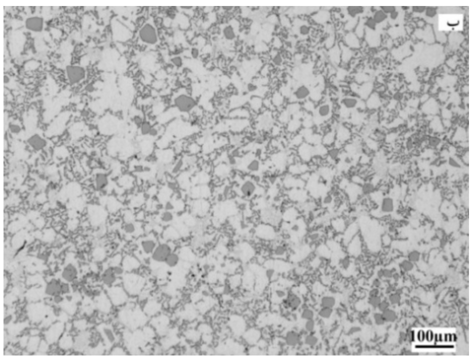


شکل ۹ نمودار تحلیل حرارتی DTAمربوط به آلیاژAl-17% Si اصلاح شده با منیزیم و استرانسیم، نشان‌دهنده‌ی تأثیر توأم عملیّات کیفی مذاب و روش سطح شیب‌دار

در شکل‌های(۱۰-الف) و(۱۰-ب)، ریزساختارهای آلیاژ Al-17%Si نشان داده شده است که در دمای۷۰۰°Cبه‌ترتیب ۱ درصد منیزیم و ۱ درصد منیزیم + ۰/۱ درصد استرانسیم به آن اضافه شده است و سپس، در دمای°C ۶۲۰ بر روی سطح شیب‌دار مسی با زاویه‌ی°۶۰و طول ۴۵ سانتی‌متر ریخته شده است. با مقایسه‌ی شکل‌های(۷- الف) و (۱۰- الف)، مشاهده می‌شود که ذرات سیلیسیم اولیّه ریزتر و توزیع آن‌ها یکنواخت تر شده است. اندازه‌گیری کمّی نشان داد که اندازه‌ی متوسط ذرات سیلیسیم اولیّه از۹۲ به۸۳میکرومتر کاهش یافته است و ضریب شکل ذرات از ۰/۲۴ به ۰/۳۳ افزایش یافته است. با مقایسه‌ی

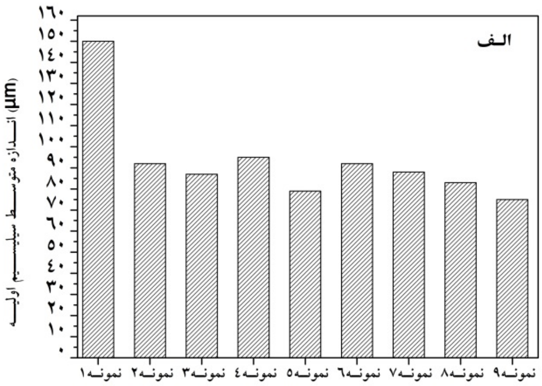
شکل‌های(۷–ب)و (۱۰–ب)،نتیجه می‌شود که ذرات سیلیسیم اولیّه ریزتر و توزیع آن‌ها یکنواخت‌تر شده است و اندازه‌ی متوسط آن‌ها از ۸۸ به۷۵میکرومتر کاهش و ضریب شکل آن‌ها از ۰/٤۷ به ۰/٦٦ افزایش یافته است. حرکت لایه‌ای- دورانی- خطی مذاب بر روی سطح شیب‌دار با طول و زاویه‌های مختلف که باعث القای نیروی برشی- جرمی به مذاب می‌شود، باعث شده است تا ذرات سیلیسیم اولیّه با هر شکل و اندازه‌ای حین غلطیدن درون مذاب به‌هم برخورد کنند و لبه‌های تیز آن‌ها شکسته شود و مُرفولوژی نهایی متمایل به کروی را به‌خود بگیرند [٢٦].

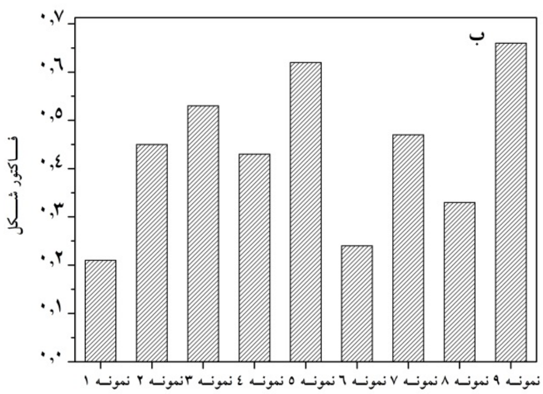




شکل۱۰ریزساختار آلیاژ Al-17% Siریختهشده در دمای ٦۲۰°Cبرروی سطحشیب‌دار واصلاحشده با ۱ درصد منیزیم (الف) و ۱ درصد منیزیم + ۰/۱ درصداسترانسیم (ب)

در شکل‌های(۱۱–الف) و (۱۱–ب)، اندازه‌یمتوسط و ضریب شکل ذرات سیلیسیم اولیّه در نمونه‌های مختلف با یک‌دیگر مقایسه شده‌اند. با ملاحظه‌ی نمودار (۱۱–الف)،نتیجه می‌شود که تأثیر ترکیبی عملیّات فوق ذوب و عملیّات کیفی مذاب با روش سطح شیب‌دار به‌ترتیب در نمونه‌های ۵ و۹ کاهش بیش‌تری را در اندازه‌ی متوسط ذرات سیلیسیم اولیّه را موجب شده است، به‌طوری که در نمونه‌ی ۹ اندازه‌ی متوسط ذرات سیلیسیم اولیّه به ۷۵ میکرون کاهش یافته است. با مشاهده‌ی نمودار (۱۰–ب)، در می‌یابیم که تأثیر ترکیبی عملیّات کیفی مذاب با روش سطح شیب‌دار منجر به کروی شدن بیش‌تر ذرات سیلیسیم اولیّه شده است، به‌طوری که در نمونه‌ی ۹ ضریب شکل ذرات به ۰/٦٦ افزایش یافته است.

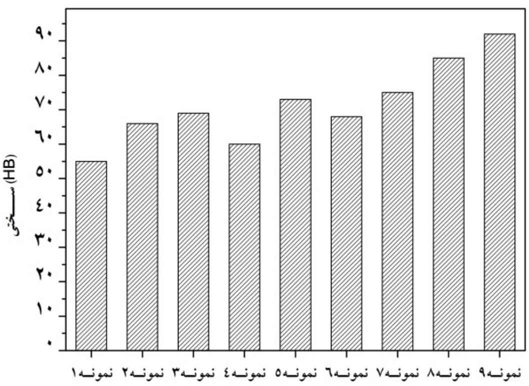




شکل۱۱الف) اندازه‌ی متوسط سیلیسیم اولیه و ب) فاکتور شکل در نمونه‌های ریخته شده

در شکل (۱۲)، سختی‌هایبرینل نمونه‌ها که در شرایط مختلف ریخته‌گری شده‌اند، با یک‌دیگر مقایسه شده‌اند. با توجه به نمودار، مشاهده می‌شود که مطابق با نتایج قبلی حاصل از بررسی‌های میکروسکُپی، با ریز

شدن و اصلاح مُرفولوژی ذرات سیلیسیم اولیّه،سختی افزایش یافته است. در نمونه‌های ۸و۹، به‌دلیل افزودن هم‌زمان منیزیم و استرانسیم، اصلاح هم‌زمان سیلیسیم اولیّه و یوتکتیک انجام شده است و سختی بیش‌تر شده است، به‌طوری که بیش‌ترین سختی مربوط به نمونه‌ی ۹ (۹۲ برینل) می‌باشد. به‌طور کلی، گزارش شده است که با اعمال نیروی مخرب، سیلیسیم اولیّه‌ی درشت از زمینه جدا می‌شود، در حالی‌که سیلیسیم اولیّه‌ی ریز و اصلاح شده با داشتن پیوندی قوی با زمینه، منجر به بهبود خواص مکانیکی می‌شود[27].



شکل ۱۲سختی برینل نمونه‌های ریخته شده

نتیجه‌گیری

۱-اثر ترکیبی عملیّات حرارتی مذاب و روش سطح شیب‌دار به‌طور قابل‌توجهی ریزساختار آلیاژ Al-17% Si را اصلاح کرد و موجب ریزتر شدن، توزیع یکنواخت‌تر و کروی شدن بیش‌تر ذرات سیلیسیم اولیّه شد.

۲- افزودن ۱ درصد منیزیم به آلیاژ Al-17% Si، موجب ریز شدن ذرات سیلیسیم اولیّه و تغییر شکل آن‌ها به چندوجهی منظم شد و افزودن۱ درصد منیزیم به‌همراه ۰/۱ درصد استرانسیم باعث کاهش دمای رسوب‌گذاری سیلیسیم اولیّه و دمای واکنش یوتکتیک و در نتیجه، اصلاح هم‌زمان سیلیسیم اولیّه و یوتکتیک گردید.

۳- تأثیر توأم عملیّات کیفی مذاب و روش سطح شیب‌دار منجر به ریزتر شدن ذرات سیلیسیم اولیّه و اصلاح بیش‌تر ریزساختار شد. با اصلاح مُرفولوژی سیلیسیم اولیّه و ریزتر شدن آن، سختی آلیاژ افزایش یافت. اصلاحهر دو فاز سیلیسیم اولیّه و یوتکتیک، سختی را بیش‌تر افزایش داد.

مراجع

1. Gupta, M., and Ling, S.,"Microstructure and mechanical properties of hypo/hyper-eutectic Al-Si alloys synthesized using near-net shape forming technique", *Journal of Alloys and Compounds*,pp. 284-294, (1999).
2. Kyffin, W., Rainforth,W. and Jones, H.,"Effect of treatment variables on size refinement by phosphide inoculants of primary silicon in hypereutectic Al-Si alloys",*Materials Science and Technology*, pp. 901-905, (2001).
3. Li,P., Nikitin,V.I.,and.Kandalova,E.G ,"Effect of melt overheating, cooling and solidification rates on Al-16%Si alloy structure",*Materials Science and Engineering A*,pp. 371-374, (2002).
4. Chong,C., Zhong,L.I.and Bo,R.E.,"Influences of complex modification of P and RE on microstructure and mechanical properties of hypereutectic Al-20Si alloy",*Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, pp. 301-306, (2007).
5. Bian,X.,Ma,J. and Ma,Z., "Thermal-rate treatment of molten Al-Si alloys", *Chinese Journal of Mechanical Engineering*,Vol. 5, pp. 176-182, (1992).

6. Bian,X., Qin,J. and Wang,S.i., "The atomic-structhre changes in Al-16%Si alloy above the liquidius", *Metallurgical and Materials Transactions A*,pp. 2163-2168, (2000).
7. Xu,C.L. and Jiang,Q.C, "Morphologies of primary silicon in hypereutectic Al-Si alloys with melt overheating temperature and cooling rate",*Materials Science and Engineering* A, pp. 451-455, (2006).
8. Diewwanit,A., "Semi-solid processing of hypereutectic aluminum–silicon alloys", MIT, (1996).
9. Hga, T. and Kapranos,P., "Microstructure at Semi-solid condition of Al alloy Strip Cast using a Twin Roll Caster", *7th Int. Conf. on Semi-Solid Proc.*Of Alloys and Composites, Japan, (2002).
10. Hga, T. and Kapranos,P., "Rheocasting Processes using a Cooling Slope plate Low Superheat Casting", *7th Int. Conf. on Semi-Solid Proc.* of Alloys and Composites, Japan, (2002).
11. Birol,Y.,"Cooling slope casting and thixoforming of hypereutectic A390 alloy", *Journal of Materials processing Technology,* pp. 200-203, (2008).
12. Birol,Y.,"A357 thixoforming feedstock produced by cooling slope casing", *Journal of Materials processing Technology,* pp. 94-101, (2007).
13. Hekmat-Ardakan, Alireza.Ajersch, Frank."Effect of isothermal aging on the semi-solid microstructure of rheoprocessed and partially remelted of A390 alloy with 10% Mg addition", Material Characterization, pp.778-785, (2010).
14. Taghavi,F. and GhasemiA.,"Study on the effects of the length and angle of inclined plate on the microstructure of A356 aluminum alloy",Material and Design, pp.1762-1767,(2009).
15. Birol,Y.,"Semi-solid processing of the primary aluminum die casting alloy A365" ,*Journal of Alloys and Compounds,* pp. 133-138, (2009).
16. Haga,T. and Suzuki,Sh.,"Casting of aluminum alloy ingots for thixoforming using a cooling slope",*Journal of Materials Processing Technology*, pp. 169-172, (2001).
17. Fredriksson, H. and Akerlind, A.,"Materials Processing during Casting", John Wiley & Sons, Ltd., Chichester, pp. 77-86, (2006).
18. Bian, X. and Wang,W., "Thermal-rate treatment and structure transformation of Al-13%Si alloy melt", Materials Letters, pp. 54-58, (2000).
19. Sun,Y., Wang, Q.and Geng,H.,"Effects of complex modificating technique on microstructure and mechanical properties of hypereutectic Al-Si alloys", *Journal of Materials Science,* pp. 2104-2109, (2012).
20. West, R. and Fredriksson, H., "On the mechanism of facetted growth", *Journal of Materials Science,* pp. 1061-1068, (1985).
21. Dai,H.S. and Liu,X.F., "Optimal holding temperatures and phosphorus additions for primary silicon refinement in Al-high Si alloys",Materials Science and Technology, pp. 1183-1188, (2009).
22. Langer, E., "ASM Handbook, Vol. 3", ASM International, USA, pp.1105, (1998).
23. Zhang,J., Fan, Z.and Zhou, L., "Microstructure development of Al-15% Mg2Si in situ composite with mischmetal addition",Materials Science and Engineering A, pp. 104-112,(2000).

24. Nogita,K., Drennan, J.and Dahle,A.,"Evaluation of Silicon Twinning in Hypoeutectic Al-Si alloys",Materials Transactions, pp. 625-628, (2003).

25. Chang, J., Moon, I. and Choi, C., "Refinement of cast microstructure of hypereutectic Al-Si alloys through the addition of rare earth metals", *Journal of Materials Science*, Vol. 33, pp. 5015-5023,(1998).

۲٦. قلم باز، م. ، شاهمیری، م. و کریم خرازی.، " بررسی اثر سطح شیبدار روی سیلیسیم اولیه و سیلیسیم یوتکتیک در آلیاژ A390 "،ششمین همایش علمی-دانشجویی مهندسی مواد و متالورژی،دانشگاه علم و صنعت ایران، (۱۳۸۵).

27. Jiang, Q.C., Xu, C.L., Lu, M.and Wang,H.Y., "Effect of new Al-P-Ti-TiC-Y modifier on primary silicon in hypereutectic Al-Si alloys",*Materials Letters*, pp. 624-628,(2005).